

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

**EP 0 796 928 A1**

(12)

## EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:

**24.09.1997 Patentblatt 1997/39**

(51) Int. Cl.<sup>6</sup>: **C22C 38/06, C23C 2/06**

(21) Anmeldenummer: **96109744.1**

(22) Anmeldetag: **18.06.1996**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AT BE CH DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU MC  
NL PT SE**

Benannte Erstreckungsstaaten:

**LT LV SI**

(30) Priorität: **19.03.1996 DE 19610675**

(71) Anmelder: **Thyssen Stahl Aktiengesellschaft  
47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder:

- **Ehrhardt, Bertram, Dipl.-Ing.  
47226 Duisburg (DE)**

• **Schaumann, Thomas Wilhelm, Dipl.-Ing.  
47199 Duisburg (DE)**

• **Imlau, Klaus-Peter, Dr.-Ing.  
46487 Wesel (DE)**

• **Maid, Olaf, Dr.-Ing.  
46537 Dinslaken (DE)**

• **Müschelborn, Wolfgang, Dr.-Ing.  
46537 Dinslaken (DE)**

(74) Vertreter: **Cohausz & Florack  
Patentanwälte  
Kanzlerstrasse 8a  
40472 Düsseldorf (DE)**

### (54) **Mehrphasenstahl und Verfahren zu seiner Herstellung**

(57) Die Erfindung betrifft einen Stahl mit perlitfreiem, überwiegend ferritischem Gefüge und ein Verfahren zur Herstellung kaltgewalzter Bleche oder Bänder aus dem Stahl mit folgender Zusammensetzung (in Masse-%)

0,05 bis 0,3 % Kohlenstoff

0,8 bis 3,0 % Mangan

0,4 bis 2,5 % Aluminium

0,01 bis 0,2 % Silizium,

Rest Eisen mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen.

Der Stahl hat perlitfreies, überwiegend ferritisches Gefüge, in dem Martensit und gegebenenfalls Bainit und/oder Restaustenit eingelagert sind. Das Kaltband hat hohe Festigkeit, ( $R_{p0,2} \geq 200 \text{ N/mm}^2$ ,  $R_m \geq 550 \text{ N/mm}^2$ ), gute Duktilität ( $A_{80} \geq 25 \%$ ), und eine durch Schmelztauchen beschichtete Oberfläche.

**EP 0 796 928 A1**

## Beschreibung

Die Erfindung betrifft einen Stahl mit perlitfreiem, überwiegend ferritischem Gefüge und ein Verfahren zu seiner Herstellung.

5 Dualphasenstähle kurz "DP-Stähle" zeichnen sich durch eine starke Verfestigung insbesondere bei kleinen plastischen Dehnungen und ein niedriges Streckgrenzenverhältnis aus. Somit führen auch kleine Umformgrade zu höherer Bauteilfestigkeit, die aufgrund des hohen Bake-Hardening Potentials nach Vorverformung weiter erhöht werden kann. Unter "Bake-Hardening" wird die künstliche Alterung infolge des Einbrennlackierens verstanden, die zu einer weiteren Anhebung der Bauteilfestigkeit führt. Für den Automobilbau stellen somit DP-Stähle, vor allem unter den Gesichtspunkten Energieeinsparung und passive Sicherheit einen Beitrag zur gewichtsoptimierten Konstruktion dar. Die Verarbeitungseigenschaften von DP-Stählen sind wegen des niedrigen Streckgrenzenverhältnisses und hohen Kaltverfestigungsvermögens als sehr günstig zu beurteilen.

10 Ferner wird der Umformvorgang durch eine im Vergleich zu anderen höherfesten Stählen geringere Rückfederung positiv beeinflusst. Der bei konventionellen höherfesten Stählen immer auftretende Duktilitätsverlust gegenüber konventionellen weichen Stählen, der sich beispielsweise in einem Absinken der Gleichmaßdehnung äußert, ist bei DP-Stahl deutlich geringer.

Das Gefüge üblicher DP-Stähle besteht zu 70 bis 90 Vol.-% aus Ferrit, Rest Martensit. Der harte Martensit ist inselförmig in der weichen ferritischen Matrix eingelagert. Neben Martensit können weitere kohlenstoffreiche Umwandlungsgefüge (Bainit) auftreten. In geringeren Mengen kann, insbesondere bei einer Legierungszugabe von Silizium, das die Karbidbildung hemmt, auch thermodynamisch metastabiler Restaustenit vorhanden sein. Metastabiler Restaustenit verbessert die Umformeigenschaften bei der Kaltumgebung.

DP-Stähle können sowohl durch Warmwalzen mit einer speziellen Walzstrategie als auch durch Kaltwalzen mit anschließender Wärmebehandlung hergestellt werden. Dazu sind für Warmband DP-Stahlanalysen nötig, deren Umwandlungsverhalten von einer starken voreutektoidischen Ferritbildung und einer zu längeren Zeiten verschobenen Perlitbildung geprägt ist. Für Kaltband sind Legierungszusammensetzungen sinnvoll, bei denen eine hohe Kohlenstoffaktivität und eine Verschiebung der Linie GOS im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nach rechts, d. h., zu höheren Kohlenstoffgehalten beobachtet wird, um so die Kohlenstoffanreicherung des Austenits bei der Glühung im Zweiphasengebiet Ferrit-Austenit zu begünstigen. Mit steigender Kohlenstoffaktivität reduziert sich die zu Entmischung notwendige Glühzeit. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt des Austenits verringert sich die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit. Es können also nach der Glühung im Zweiphasengebiet geringere Abkühlungsgeschwindigkeiten angewendet werden, um ein überwiegend ferritisch-martensitisches Gefüge einzustellen.

Die Ferritbildung nach einer Warmumformung kann durch Silizium gefördert werden. Mit Mangan kann die Perlitbildung sowohl nach einer Warmumformung, als auch während einer kontinuierlichen Glühbehandlung unterdrückt werden.

35 Beim Warmwalzen bekannter siliziumhaltiger Stähle kommt es zur Bildung von rotem Zunder, verbunden mit der Gefahr der Zundereinwalzung. Dadurch können nach dem Beizen auch Oberflächeninhomogenitäten auf der Bandoberfläche vorhanden sein. Der rote Zunder, der auch mit sehr hohen Abspritzdrücken in der Warmbandstraße nicht entfernt werden kann, führt zudem zu einer Verringerung der Beizgeschwindigkeit. Damit ist ein deutlicher Produktivitätsabfall verbunden.

40 Siliziumhaltiger DP-Stahl ist in kontinuierlichen Feuerverzinkungslinien nicht verzinkbar, weil das Zink den Stahl nur sehr schlecht benetzt. Aus diesem Grunde ist es ebenfalls nicht möglich, siliziumhaltigen DP-Stahl in der Ausführung galvanealed herzustellen. Der Temperaturzyklus einer Galvannealing-Schmelztauchveredelung würde für Sillegierten DP-Stahl prinzipiell die Möglichkeit bieten, metastabilen Restaustenit zu erzeugen, durch den die Kaltumformbarkeit noch weiter verbessert wird.

45 Die Herstellung von DP-Kaltband der Oberflächenausführung galvanealed mittels einer kontinuierlichen Feuerverzinkungsanlage ist auch mit anderen für DP-Kaltband bisher bekannten Legierungskonzepten, einschließlich des Konzeptes mit Si, nicht betriebssicher möglich, da die Perlitbildung unter den Prozeßbedingungen der meisten z. Z. bestehenden Anlagen nicht ausreichend stark unterdrückt wird. Die Bildung von Perlit ist verbunden mit dem Verlust der Dualphasenstahl-Charakteristik.

50 Bekannte DP-Stähle mit überwiegendem Ferritanteil enthalten 0,03 bis 0,12 % C, bis 0,8 % Si und 0,8 bis 1,7 % Mn (DE 29 24 340 C2) oder 0,02 bis 0,2 % C, 0,05 bis 2,0 % Si, 0,5 bis 2 % Mn, 0,3 bis 1,5 % Cr sowie 1 % Cu, Ni und Mo (EP 0 072 867 B1). Beide Stähle enthalten Aluminium nur in Gehalten, die sich aus der Beruhigung mit Aluminium ergeben. DP-Stähle dieser Zusammensetzung scheiden aber aus dem oben genannten Grund für die Feuerverzinkung aus.

55 Andere Legierungskonzepte für als Kaltband darstellbare DP-Stähle enthalten 0,03 bis 0,12 % C, höchstens 0,8 % Si und 0,8 bis 1,7 % Mn (DE 29 24 340 C2). Derartige DP-Stähle reagieren wie DP-Stähle allgemein sehr empfindlich auf Änderungen der Glühparameter, hauptsächlich auf Änderungen der Abkühlungsgeschwindigkeit im Schnellkühlteil. Mit abnehmender Abkühlungsgeschwindigkeit kommt es häufig zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere des Streckgrenzenverhältnisses. Auch ein Stahl mit 0,08 bis 0,20 % C, 1,5 bis 3,5 % Mn, 0,1

bis 0,5 % Cr sowie 0,010 bis 0,1 % Nb (EP 0 501 605 A2) erlaubt die Darstellung eines DP-Stahles als Kaltband, macht aber beim Schweißen aufgrund des erhöhten Kohlenstoffäquivalentes größere Schwierigkeiten.

Daraus leitet sich die Aufgabe ab, Stähle zu entwickeln, die mindestens das hervorragende Spektrum der mechanischen Eigenschaften konventioneller DP-Stähle aufweisen, über eine gute Schweißneigung verfügen und zudem metallisch beschichtet, insbesondere durch Feuerverzinkung oberflächenveredelt werden können. Um die umformtechnischen Vorteile bei der Herstellung von korrosionsgeschützten Bauteilen nutzen zu können, ist eine feste Haftung der Beschichtung, z. B. einer Zink- oder Zink-Eisen-Legierungsschicht, notwendig. Aus betriebstechnischen Gründen ist ferner eine ausgeprägte Unempfindlichkeit gegen Glühparameterschwankungen gefordert, um eine gleichmäßige Produktqualität zu garantieren.

Zur Lösung dieser Aufgabe wird ein Stahl mit (in Masse-%):

0,05 bis 0,3 % Kohlenstoff

0,8 bis 3,0 % Mangan

0,4 bis 2,5 % Aluminium

0,01 bis 0,2 % Silizium

Rest Eisen mit den erschmelzungsbedingten Verunreinigungen

vorgeschlagen.

Neben diesen Hauptbestandteilen kann der Stahl auch noch folgende weitere Elemente enthalten (in Masse-%):

bis 0,05 % Titan

bis 0,8 % Chrom

bis 0,5 % Molybdän

bis 0,5 % Nickel

bis 0,05 % Niob

bis 0,08 % Phosphor.

Das Gefüge besteht nach dem Kaltwalzen mit nachfolgender Wärmebehandlung in einer Feuerverzinkungsanlage oder in einem Durchlaufglühofen aus einer ferritischen Matrix, in die inselförmig Martensit eingelagert ist. Je nach Herstellungsbedingungen können auch Anteile von Zwischenstufe und Restaustenit eingestellt werden.

Bei Einhaltung dieses Verfahrensweges sind bei dem mit Aluminium legierten Stahl folgende mechanischen Mindest-Kennwerte garantiert:

Dehngrenze  $R_{p0,2} \geq 200 \text{ N/mm}^2$

Zugfestigkeit  $R_m \geq 550 \text{ N/mm}^2$

Bruchdehnung  $A_{80} \geq 25 \%$

Streckgrenzenverhältnis  $R_{p0,2} / R_m \leq 0,7$ .

Aluminium stellt in dem beanspruchten Gehaltsbereich eine umfangreiche Ferritbildung bei der Glühung zwischen den Umwandlungstemperaturen  $Ac_1$  und  $Ac_3$  ohne Produktivitätsverlust sicher. Die Bildung von Perlit wird zu deutlich längeren Zeiten soweit verschoben, daß sie für großtechnisch leicht realisierbare Abkühlraten hinreichend unterdrückt wird. Im Falle der Erzeugung von Kaltband in der Ausführung "galvannealed" kann der Galvannealing-Prozeß unter üblichen Bedingungen durchgeführt werden, wobei eine Verbesserung der Phasen-Charakteristik durch Einstellung von Restaustenit möglich ist.

Die Haftung sowohl der Zinkschicht bei verzinktem Kaltband als auch der Zink-Eisen-Legierungsschicht bei galvannealtem Kaltband wird durch Aluminium deutlich verstärkt.

Mangan verzögert ebenfalls die Perlitbildung. Die mischkristallverfestigende Wirkung erhöht die Festigkeit des Stahls. Vor dem Hintergrund des erhöhten Mangangehaltes ist eine Behandlung der Schmelze mit Calcium sinnvoll, um gestreckte Mangansulfide und andere Sulfide in eine globulare Form zu überführen, die einer Umformung weniger abträglich ist.

Der Kohlenstoffgehalt sollte aus Festigkeitsgründen mindestens 0,05 % betragen. Aus Gründen der Schweißbarkeit sollte nicht mehr als 0,3 % C im Stahl enthalten sein.

Die Fakultativzusätze haben folgende Wirkungen:

Titan bis 0,05 % führt zur Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung und Ausscheidungshärtung und verbessert die Kaltumformbarkeit.

Chrom erhöht die Festigkeit und verbessert die Anlaßbeständigkeit des Martensits und ermöglicht somit die volle Ausschöpfung des Bake-Hardenig Potentials. Mehr als 0,8 % Cr sind jedoch nicht erforderlich und würden nur den Preis erhöhen.

Molybdän bis 0,5 % senkt die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit und verringert somit die Gefahr der Ausbildung

von Eigenspannungen dritter Art, da vor der Feuerverzinkung mit geringerer Kühlleistung gearbeitet werden kann. Dies bietet eine größere Sicherheit gegenüber Bandwelligkeit infolge Eigenspannungen dritter Art.

Nickel dient zur Festigkeitssteigerung durch Mischkristallverfestigung und zur Absenkung der Umwandlungstemperaturen und der zur diffusionslosen Umwandlung erforderlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten. Ferner wirkt Nickel in einer Menge bis 0,5 % austenitstabilisierend.

Niob wirkt als Mikrolegierungselement in Mengen bis 0,05 % durch Kornfeinung und Ausscheidungshärtung festigkeitssteigernd und verbessert die Durchhärbarkeit.

Phosphor bis 0,08 % kann zur Festigkeitssteigerung durch Mischkristallverfestigung zulegiert werden.

Der erfindungsgemäße Stahl ist besonders unempfindlich gegen Änderungen der Glühparameter. Ein Stahl dieser Zusammensetzung kann sehr betriebssicher, d. h. unabhängig von Schwankungen der Erzeugungsbedingungen, produziert werden. Er läßt sich außerdem sehr gut beschichten, insbesondere verzinken. Beim Vorprodukt Warmband kommt es nicht zur Bildung von rotem Zunder.

Die Einstellung eines bestimmten Warmbandausgangsgefüges ist nicht notwendig. Kaltwalztechnisch ist es günstig, von einem ferritisch-perlitischen Gefüge auszugehen, das durch Haspeln bei Temperaturen über 600 °C erhalten wird.

Nach dem Kaltwalzen mit einem Kaltwalzgrad  $\epsilon \geq 40\%$  erfolgt die Rekristallisation des Gefüges zwischen 740 und 850 °C. Aus dem Zweiphasengebiet Ferrit-Austenit wird nachfolgend auf Zinkbadtemperatur abgekühlt. Die Abkühlungsgeschwindigkeiten liegen dabei zwischen 10 und 50 K/s. Die Zinkbadtemperaturen liegen zwischen 450 und 485 °C. Eine Langsamkühlung bis auf Temperaturen von 650 °C vor der Schnellkühlung ist ebenfalls zulässig und bietet die Möglichkeit, die Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff gezielt zu steuern. Auch bei dieser Langsamkühlung besteht nicht die Gefahr der Perlitbildung, weil Aluminium die Perlitbildung zu deutlich längeren Zeiten verschiebt.

Zur Erzeugung eines ferritisch-martensitischen Gefüges können bei dem mit Aluminium legierten Stahl geringere Abkühlungsgeschwindigkeiten eingestellt werden. Dies fördert die Produktionssicherheit im allgemeinen und gewinnt mit zunehmender Banddicke weitere Bedeutung, weil mit steigender Dicke die notwendige Kühlleistung zunimmt. Erhöhte Abkühlungsgeschwindigkeiten sind anlagentechnisch aufwendiger. Die Wärmebehandlung kann statt in einer Feuerverzinkungslinie auch in einem Durchlaufofen durchgeführt werden.

Nach der Verzinkung erfolgt in einer Feuerverzinkungslinie eine sofortige Abkühlung oder bei Erzeugung eines Kaltbandes mit Zink-Eisen-Legierungsschicht in der Ausführung "galvannealed" ein Wiederaufheizen des Stahles auf Temperaturen zwischen 480 bis 580 °C.

Das neue Legierungskonzept gestattet die Produktion eines höherfesten, gut kaltumformbaren, oberflächenveredelten, also beschichteten, schweißbaren Kaltbandes in den Ausführungen "verzinkt" und eines höherfesten, gut kaltumformbaren, oberflächenveredelten Kaltbandes in der Ausführung "galvannealed" mit verbesserter Punktschweißbarkeit, die besonders in automatisierten Schweißlinien gefordert ist.

Ein besonderes Kennzeichen des erfindungsgemäßen Stahles ist seine ausgeprägte Unempfindlichkeit gegen Glühparameterschwankungen, die zu einem hohen Maß an Produktionssicherheit führt.

#### Beispiel 1

Ein erfindungsgemäßer Stahl A mit 0,073 % C, 0,052 % Si, 1,44 % Mn, 1,27 % Al, 0,35 % Cr, 0,02 % P und 0,001 % S wurde in einem Konverterstahlwerk erschmolzen, in einer Warmbreitbandstraße bei einer Endwalztemperatur von 920 °C warmgewalzt und bei einer Haspeltemperatur von 680 °C aufgewickelt. Nach der Beizung mit Schwefelsäure erfolgte die Kaltwalzung in einer fünfgerüstigen Tandemstraße mit einem Kaltwalzgrad von  $\epsilon = 75\%$  von 3,04 mm auf 0,77 mm.

In einer Feuerverzinkungsanlage wurde der Stahl mit 6 K/s auf 750 °C erwärmt und anschließend mit 1,2 K/s auf 830 °C weiter aufgeheizt. Aus dem Zweiphasengebiet erfolgte dann zuerst eine langsame Abkühlung mit 4 K/s auf 680 °C gefolgt von einer beschleunigten Abkühlung mit 20 K/s auf 470 °C. Nach dem Durchlaufen des 470 °C warmen Zinkbandes wurde mit 10 K/s auf Raumtemperatur abgekühlt. Der Stahl A wurde sofort in Linie mit einem Dressiergrad von 0,8 % nachgewalzt.

Dieser Dualphasenstahl besitzt nach der Glühbehandlung eine ferritische Matrix, in die gleichmäßig Martensitinseln eingelagert sind. Der Martensit befindet sich sowohl auf den Tripelpunkten der Ferritkörner als auch entlang der Ferritkorngrenzen. Die Ferritkorngröße beträgt rund 60  $\mu\text{m}^2$ . Bainit oder andere Gefügebestandteile sind nicht vorhanden.

Dieser Stahl besitzt folgende mechanischen Eigenschaften:

Dehngrenze  $R_{p0,2} = 308 \text{ N/mm}^2$   
 Zugfestigkeit  $R_m = 551 \text{ N/mm}^2$   
 Bruchdehnung  $A_{80} = 32,6\%$   
 Streckgrenzenverhältnis  $R_{p0,2} / R_m = 0,56$ .

Verzinkter Dualphasenstahl ist quasi-isotrop. Die planare Isotropie  $\Delta r$  beträgt - 0,02.

#### Beispiel 2

Ein weiterer erfindungsgemäßer Stahl B mit derselben Analyse wie Stahl A wurde in einem Konverterstahlwerk erschmolzen, in einer Warmbreitbandstraße bei einer Endwalztemperatur von 880 °C zu Warmband warmgewalzt, und dieses wurde bei einer Haspeltemperatur von 695 °C aufgewickelt. Nach der Beizung mit Schwefelsäure erfolgte die Kaltwalzung in einer fünfgerüstigen Tandemstraße mit einem Kaltwalzgrad von  $\varepsilon = 80\%$  von 3,44 mm auf 1,04 mm.

In einer Feuerverzinkungsanlage wurde das Kaltband mit 6 K/s auf 750 °C erwärmt und anschließend mit 1,2 K/s auf 830 °C weiter aufgeheizt. Aus dem Zweiphasengebiet erfolgte dann zuerst eine langsame Abkühlung mit 4 K/s auf 720 °C, gefolgt von einer beschleunigten Abkühlung mit 20 K/s auf 470 °C. Nach dem Durchlaufen des 470 °C warmen Zinkbades folgte eine induktive Aufheizung mit 12 K/s bis auf die Galvannealing-Temperatur von 520 °C und anschließend eine Abkühlung mit 10 K/s auf Raumtemperatur. Das galvannealte Kaltband aus dem Stahl B wurde sofort in Linie mit einem Dressiergrad von 1,1 % kalt nachgewalzt.

Das galvannealte Kaltband besitzt nach der Glühbehandlung eine perlittfreie ferritische Matrix mit einer Ferritkorngröße von rund  $60 \mu\text{m}^2$ , in die Martensitinseln gleichmäßig eingelagert sind. Die Martensitinseln konzentrieren sich auf die Tripelpunkte der Ferritkörner, treten jedoch auch entlang der Ferritkorngrenzen, vergesellschaftet mit Spuren von Bainit, auf.

An Proben aus dem galvannealten Kaltband aus dem Stahl B wurden die in Tafel 2 angegebenen mechanischen Eigenschaften ermittelt.

Das galvannealte Kaltband ist quasi-isotrop mit einem  $\Delta r$  - Wert = - 0,07 .

#### Beispiel 3

Zum Vergleich dient der Stahl V mit der Zusammensetzung gemäß Tafel 1. Dieser Stahl ist nicht betriebssicher feuerverzinkbar und nicht in der Ausführungsform galvannealed darstellbar, weil die Perlitbildung nicht ausreichend stark unterdrückt wird. Die mechanischen Werkstoffkennwerte dieses Stahls liegen im Streuband der Eigenschaften von DP-Kaltband. Die festigkeitsniveaubezogene Duktilität  $R_m \cdot A_{80}$  ist jedoch deutlich geringer als bei aluminiumlegiertem DP-Kaltband, wie aus Tafel 2 hervorgeht.

#### Beispiel 4

Ein weiterer erfindungsgemäßer Stahl C legiert mit 0,21 % C, 1,50 % Mn, 1,03 % Al wurde in einem Induktionsofen erschmolzen. Der abgegossene Block wurde ausgeschmiedet und nach mechanischer Bearbeitung warmgewalzt. Der letzte Walzstich fand zwischen 920 und 950 °C statt. Die Abkühlung des Warmbandes erfolgte an ruhender Luft. Nach dem Beizen wurde das Warmband mit einem Kaltwalzgrad von  $\varepsilon = 66\%$  auf eine Enddicke von 1 mm kaltgewalzt.

Unter Umgebungsatmosphäre wurde dann eine Kaltbandprobe konduktiv mit 7 K/s auf 740 °C erwärmt und anschließend mit 1,2 K/s auf 820 °C weiter aufgeheizt. Aus dem Zweiphasengebiet erfolgte dann eine beschleunigte Abkühlung mit 35 K/s auf 550 °C, gefolgt von einer milderen Abkühlung mit 4 K/s auf eine Temperatur von 450 °C entsprechend einer üblichen Zinkbadtemperatur. Danach wurde die Probe mit 7 K/s auf eine Temperatur von 500 °C erwärmt, 5 s bei 500 °C gehalten, anschließend mit 35 K/s auf 350 °C und abschließend mit 10 K/s auf Raumtemperatur abgekühlt. Der Zyklus entspricht einem üblichen Galvannealing-Prozeß.

Die wie galvannealtes Kaltband wärmebehandelte Probe aus dem erfindungsgemäßen Stahl C besitzt nach der Glühbehandlung eine perlittfreie ferritische Matrix, in die Martensitinseln und Bainitbereiche mit 8,5-Vol.% Restaustenit gleichmäßig eingelagert sind. Diese eingelagerten Phasen finden sich entlang der Korngrenzen, konzentrieren sich dabei auf die Tripelpunkte der Ferritkörner. Die Ferritkorngröße beträgt etwa  $70 \mu\text{m}^2$ .

Dieser erfindungsgemäße Stahl besitzt die in Tafel 2 angegebenen mechanischen Eigenschaften.

#### Beispiel 5

Ein erfindungsgemäßer Stahl D, legiert mit 0,21 % C, 1,49 % Mn, 1,99 % Al, wurde in einem Induktionsofen erschmolzen. Der abgegossene Block wurde ausgeschmiedet und nach mechanischer Bearbeitung warmgewalzt. Der letzte Walzstich fand zwischen 920 und 950 °C statt. Die Abkühlung des Warmbandes erfolgte an ruhender Luft. Nach dem Beizen wurde das Warmband mit einem Kaltwalzgrad von  $\varepsilon = 66\%$  zu einem Kaltband mit einer Enddicke von 1 mm kaltgewalzt.

Unter Umgebungsatmosphäre wurde dann eine Kaltbandprobe konduktiv mit 7 K/s auf 760 °C erwärmt und anschließend mit 1,2 K/s auf 840 °C weiter aufgeheizt. Aus dem Zweiphasengebiet erfolgte dann eine beschleunigte Abkühlung mit 35 K/s auf 550 °C, gefolgt von einer milderen Abkühlung mit 4 K/s auf eine Temperatur von 450 °C, entsprechend einer typischen Zinkbadtemperatur. Anschließend wurde die Probe mit 7 K/s auf eine Temperatur von 500

## EP 0 796 928 A1

°C erwärmt, 5 s bei 500 °C gehalten, danach mit 35 K/s auf 350 °C und abschließend auf Raumtemperatur mit 10 K/s abgekühlt. Dieser Zyklus entspricht einem üblichen Galvannealing-Prozeß.

Dieser erfindungsgemäße Stahl D besitzt nach der Glühbehandlung eine perlittfreie ferritische Matrix, in die Martensitinseln und Bainitbereiche mit 11-Vol.% Restaustenit gleichmäßig eingelagert sind. Diese eingelagerten Phasen finden sich entlang der Korngrenzen, konzentrieren sich dabei auf die Tripelpunkte der Ferritkörner. Die Ferritkorngröße beträgt etwa 80 µm<sup>2</sup>. Proben des so erzeugten beschichteten Kaltbandes besitzen mechanische Eigenschaften, wie sie in Tafel 2 angegeben sind.

Tafel 1

Chemische Zusammensetzung (in Masse - %)							
Stahl	C	Mn	Si	Al	Cr	P	S
A, B	0,073	1,44	0,052	1,27	0,35	0,02	0,001
V	0,092	1,24	0,035	0,04	0,47	0,014	0,014
C	0,21	1,50	0,06	1,03	---	<0,005	<0,003
D	0,20	1,49	0,04	1,99	---	<0,005	<0,003
A bis D: Erfindungsgemäße Stähle V: Vergleichsstahl							

Tafel 2

Festigkeitseigenschaften					
Stahl	A	B	V	C	D
Streckgrenze $R_{p0,2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	308	329	265	372	365
Zugfestigkeit $R_m$ (N/mm <sup>2</sup> )	551	551	501	656	658
Gleichmaßdehnung $A_g$ (%)	21,1	21,4	17	20,5	26,0
Bruchdehnung $A_{80}$ (%)	32,6	31,6	27	27,8	32,9
$\eta_{längs}$	0,207	0,198	0,258	0,23	0,28
senkrechte Anisotropie $r_{längs}$	0,71	0,64	-	0,80	0,80
Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$	0,56	0,6	0,53	0,57	0,55
$R_m \cdot A_{80}$ (N/mm <sup>2</sup> · %)	17467	17467	13527	18237	21648

### Patentansprüche

#### 1. Kaltgewalztes Blech oder Band aus einem Stahl mit (in Masse-%)

0,05 bis 0,3 % Kohlenstoff  
 0,8 bis 3,0 % Mangan  
 0,4 bis 2,5 % Aluminium  
 0,01 bis 0,2 % Silizium,  
 Rest Eisen mit erschmelzungsbedingten Verunreinigungen,

einem perlittfreien, überwiegend ferritischen Gefüge, in dem Martensit und gegebenenfalls Bainit und/oder Restaustenit eingelagert sind, das hohe Festigkeit ( $R_{p0,2} \geq 200$  N/mm<sup>2</sup>,  $R_m \geq 550$  N/mm<sup>2</sup>) mit guter Duktilität ( $A_{80} \geq 25$  %) verbindet und eine durch Schmelztauchen beschichtete Oberfläche besitzt.

2. Kaltgewalztes Blech oder Band aus einem Stahl der Zusammensetzung nach Anspruch 1, der zusätzlich (in Masse-%)

bis 0,05 % Titan,  
bis 0,8 % Chrom,  
bis 0,5 % Molybdän,  
bis 0,5 % Nickel,  
bis 0,05 % Niob,  
bis 0,08 % Phosphor

enthält.

3. Kaltgewalztes Blech oder Band nach Anspruch 1 oder 2 mit metallisch beschichteter, insbesondere verzinkter Oberfläche.

4. Kaltgewalztes Blech oder Band nach Anspruch 3, **dadurch gekennzeichnet**, daß es galvannealed ist.

5. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes nach Anspruch 3 aus einem Stahl der Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß warmgewalztes Band nach dem Haspeln mit einem Verformungsgrad von mindestens 40 % kaltgewalzt wird, das kaltgewalzte Band dann bei einer Temperatur im Bereich von 740 bis 850 °C rekristallisierend gegläht und unmittelbar anschließend metallisch beschichtet, insbesondere feuerverzinkt wird.

6. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes nach Anspruch 4 aus einem Stahl der Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß warmgewalztes Band nach dem Haspeln mit einem Verformungsgrad von mindestens 40 % kaltgewalzt wird, das kaltgewalzte Band bei einer Temperatur im Bereich von 740 bis 850 °C rekristallisierend gegläht und unmittelbar anschließend einer Galvanneal-Behandlung unterworfen wird.



Europäisches  
Patentamt

# EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung  
EP 96 10 9744

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
Y	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 095, no. 011, 26.Dezember 1995 & JP 07 207413 A (NIPPON STEEL CORP), 8.August 1995, * Zusammenfassung *	1-6	C22C38/06 C23C2/06
Y	--- IRON AND STEEL SOCIETY/AIME, WARRENDALE, PA,USA, CONFERENCE: GALVATECH '95. THE USE AND MANUFACTURE OF ZINC AND ZINC ALLOY COATED SHEET STEEL PRODUCTS INTO THE 21ST CENTURY., 17. - 21.September 1995, CHICAGO, ILLINOIS, USA, Seiten 753-759, XP000653649 BRISBERGER, R. ET AL.: "Laboratory investigations on the morphology of the coating and the forming behaviour of galvannealed steel sheet." *pages 753 and 759*	1-6	
A	--- US 5 470 529 A (NOMURA SHIGEKI ET AL) 28.November 1995	1-6	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.Cl.6)
A	--- PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 018, no. 004 (C-1149), 6.Januar 1994 & JP 05 247586 A (NKK CORP), 24.September 1993, * Zusammenfassung *	1-6	C22C C23C
A	--- STAHL EISEN, Bd. 108, Nr. 8, 18.April 1988, DE, Seiten 21-30, XP000652094 MAID, O., DAHL, W., STRASSBURGER, C., MUSCHENBORN, W.: "Effect of the structural parameters on the mechanical properties of dual-phase steels." --- -/-	1-6	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort MÜNCHEN		Abschlußdatum der Recherche 10.Juni 1997	Prüfer Badcock, G
<b>KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE</b> X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument ..... & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

EPO FORM 1503 03.92 (P04C03)





Europäisches  
Patentamt

# EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung  
EP 96 10 9744

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
A	STAHL EISEN, Bd. 108, Nr. 8, 18.April 1988, DE, Seiten 31-36, XP000652095 MAID, O., DAHL, W., STRASSBURGER, C., MUSCHENBORN, W. : "Effect of the production conditions of hot and cold rolled strips on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels" -----	1-6	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.Cl.6)
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort <b>MÜNCHEN</b>		Abschlußdatum der Recherche <b>10.Juni 1997</b>	Prüfer <b>Badcock, G</b>
<b>KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE</b> X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : schriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument ..... & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

EPO FORM 150 (03.92) (P4/C03)